بررسی اثر نورد گرم ثانویه بر رفتار داکتیلیته گرم آلیاژ تیتانیوم IMI834 *

محمدهادی قوام[۱]　مریم مرکباتی[۲]　سید مهدی عباسی[۳]　حسن بدری[٤]

چکیده

در این پژوهش داکتیلیته گرم آلیاژ IMI834 پس از نورد گرم اولیه و ثانویه در دماهای ۸۰۰–۱۰۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰.۱ بر ثانیه مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج بررسی‌ها نشان داد که این آلیاژ در حالت نورد گرم اولیه در دماهای ۸۰۰–۹۰۰ درجه سانتیگراد، داکتیلیته اندکی دارد و در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد افت داکتیلیته گرم مشاهده می‌شود. پس از نورد گرم ثانویه، در کلیه شرایط، داکتیلیته افزایش یافته و همچنین هیچگونه افت داکتیلیته مشاهده نشد. بویژه در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد، داکتیلیته گرم از ۳۱٪ در حالت نورد گرم اولیه به ۹۵٪ در حالت نورد گرم ثانویه افزایش یافت.

واژه های کلیدی: آلیاژ IMI834؛ داکتیلیته گرم؛ نورد گرم؛ آزمون کشش گرم.

The Effect of Second Hot Rolling on the Hot Ductility Behavior of IMI834 Alloy

M.H. Ghavam　M. Morakabati　S.M. Abbasi　H. Badri1

Abstract

The hot ductility of IMI834 alloy in two conditions of first hot rolling and second hot rolling has been studied by conducting tensile tests with a strain rate of 0.1 s^{-1} and temperature range of 800–1000 °C. In first hot rolling condition, IMI834 alloy showed little hot ductility in the temperature range 800–900 °C and ductility loss occurred at 850 °C. In second hot rolling condition, hot ductility increased at all temperatures and ductility loss is not occurred. Especially at 900 °C, hot ductility increased from 31% in first hot rolling to 95% in second hot rolling.

Key Words IMI834 Alloy; Hot Ductility; Hot Rolling Hot Tensile Test.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۲/۱ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹٤/۷/۲۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) کارشناس ارشد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

(۲) نویسنده مسئول: استادیار ، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

(۳).دانشیار ، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

(٤) محقق، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

مقدمه

آلیاژ تیتانیوم IMI834 از جمله آلیاژهای تیتانیم شبه آلفا است. خواص منحصر به فرد این آلیاژ از قبیل استحکام کششی ۱۰۳۰ مگاپاسکال در دمای محیط، خواص خزشی فوق‌العاده تا دمای ٦۰۰ درجه سانتیگراد و مقاومت به خستگی مناسب، شرایط کاربرد آن را در دیسک‌ها و پره‌ها برای قطعات فشار بالای کمپرسورها در موتورهای جت پیشرفته فراهم کرده است[3-1]. به علت شکل‌پذیری ضعیف آلیاژهای تیتانیوم در دمای محیط، استحکام بالا در دماهای نسبتاً بالا و حساسیت بالای تنش سیلان به دما، فرآیند ساخت این آلیاژها نسبت به فلزات صنعتی دیگر پیچیده‌تر است[4]. عملیات ترمومکانیکی یکی از مهم‌ترین مراحل تولید آلیاژهای تیتانیوم است. فرآیند ترمومکانیکی در آلیاژ IMI834 همچون سایر آلیاژهای تیتانیوم، شامل دو مرحله تغییر شکل گرم است که در مرحله اول ساختار ریختگی در ناحیه تک‌فاز بتا شکسته شده و در مرحله دوم قطعه کار گرم شده در ناحیه دوفازی آلفا- بتا (و یا تک‌فاز بتا) تحت تغییر شکل گرم قرار می‌گیرد[7-5]. لذا، بررسی رفتار داکتیلیته گرم این آلیاژ جهت تعیین شرایط مناسب و نامناسب تغییر شکل گرم اهمیت زیادی دارد.

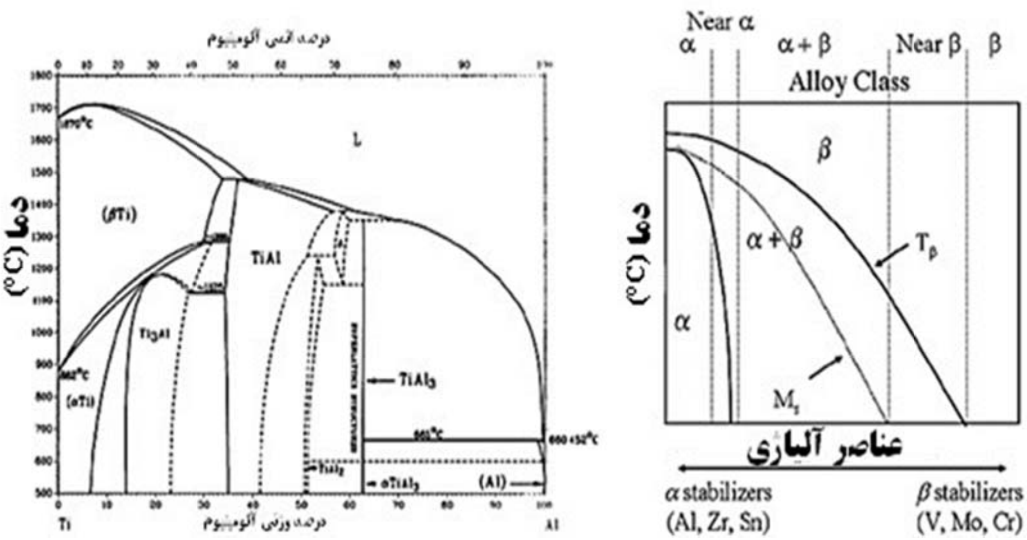
بر اساس مطالعاتی که روی رفتار کشش گرم آلیاژهای تیتانیوم صورت گرفته است [11-8]، آلیاژهای تیتانیوم آلفا- بتا و آلیاژهای شبه آلفا، رفتار داکتیلیته گرم مشابهی دارند، به طوری که در هر دو دسته از این آلیاژها افت داکتیلیته گرم مشاهده می‌شود. فوجی و همکارش [8] در آلیاژ Ti64 در محدوده دمایی دوفازی ۹۳۰-۷۵۰ درجه سانتیگراد داکتیلیته گرم اندکی مشاهده کرده‌اند. به صورت کلی در آلیاژهای تیتانیومی که ٦-۵٪ آلومینیوم و حداقل ۲٪ پایدارساز بتا در ترکیب خود دارند، افت داکتیلیته گرم بیشتری رخ داده است. دامکروگر [12,13] نشان داده است که رفتار افت داکتیلیته ناشی از استحاله آلفا به بتا و ایجاد ریزساختار لایه‌ای آلفا- بتا و یا در آلیاژهای نیوبیوم‌دار فاز عدسی شکل α' است. همچنین، گزارش شده است که ساختارهای ویدمن اشتاتن به همراه آلفای مرزدانه‌ای دلیل کاهش داکتیلیته گرم هستند[9].

تاکنون مطالعات زیادی بر روی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ IMI834 صورت گرفته است. وانجارا و همکارانش [7,14] به بررسی رفتار تغییر شکل گرم و تحولات ساختاری حاصل از فشار گرم پرداخته‌اند و دماهای بالاتر از ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد را به عنوان شرایط مناسب تغییر شکل گرم بر شمرده‌اند. وو و همکارانش [18—15] وقوع فرآیندهای ترمیم دینامیکی و استاتیکی در حین فشار گرم و رفتار سیلان حاصل از فشار گرم را بررسی کرده‌اند. آنها بر این باورند که بیشترین مقدار تبلور مجدد دینامیکی ممکن در ناحیه دو فازی و دماهای نزدیک به دمای استحاله بتا رخ می‌دهد و در ناحیه تک فاز بتا سهم بازیابی دینامیکی در فرآیندهای ترمیم بیشتر از تبلور مجدد دینامیکی است. وانگ و همکارانش [19] ریزساختار حاصل از فشار گرم را بررسی و تشکیل مرزهای فرعی و بازیابی ریزساختار را در اثر افزایش نرخ کرنش را گزارش کرده‌اند. بالاسوندار و همکارانش [20] نقشه فرآیند حاصل از فشار گرم آلیاژ IMI834 را ارائه کرده‌اند که طبق این نقشه دماهای ۹۹۰-۱۰٤۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش‌های ۰.۰۱-۰.۱ بر ثانیه به عنوان بهترین شرایط کار گرم با بازده ٤٤٪ شناخته شده است. همچنین، دماهای ۸۵۰-۹۰۰ درجه سانتیگراد در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و دماهای ۸۵۰-۹۵۰ درجه سانتیگراد در نرخ کرنش ۱ بر ثانیه به عنوان مناطق ناپایداری سیلان معرفی شده‌اند. با این وجود، تاکنون رفتار این آلیاژ در شرایط کشش گرم بررسی نشده است. بدین منظور و با توجه به نقش پررنگ تنش‌های کششی در حین انجام فرآیندهای ترمومکانیکی، در این پژوهش رفتار داکتیلیته گرم آلیاژ IMI834 در شرایط مختلف دمایی مطالعه شده است. تاثیر عملیات نورد گرم ثانویه بر رفتار داکتیلیته و تحولات ساختاری نیز

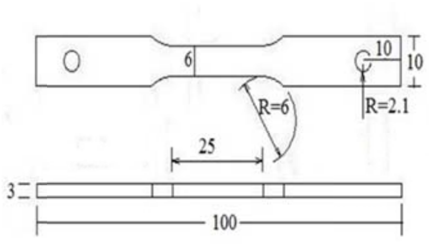
مورد بررسی قرار گرفته است.

مواد و روش تحقیق

در این پژوهش رفتار داکتیلیته گرم آلیاژ تیتانیوم شبه آلفای IMI834 با ترکیب شیمیایی Ti-5.3Al-2.9Sn-3.0Zr-0.65Nb-0.5Mo-0.2Si مورد بررسی قرار گرفت. آزمون کشش گرم بر روی دو تسمه از این آلیاژ در دو شرایط مختلف انجام گرفت: پس از نورد گرم اولیه در ناحیه تک فاز بتا و پس از نورد گرم ثانویه در ناحیه دو فازی آلفا–بتا. در شکل (۱) نمودار فازی تیتانیوم– آلومینیوم و نیز تاثیر عناصر آلیاژی پایدارساز آلفا و بتا بر روی نمودار فازی ارائه شده است. بدین منظور شمش این آلیاژ پس از دو مرحله ذوب در کوره ذوب قوسی تحت خلاء (VAR) و همگن سازی در ناحیه تک فاز بتا تحت عملیات نورد گرم اولیه قرار گرفت. سپس نمونه‌های کشش گرم مطابق استاندارد ASTM-E8 در جهت نورد از آن تهیه شدند. ابعاد نمونه کشش و شکل شمایی آن در شکل (۲) نشان داده شده است. پس از تهیه و آماده سازی، نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دماهای ۷۵۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد به فاصله دمایی ۵۰ درجه سانتیگراد پیش‌گرم شده و در همان دما و در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه تا وقوع شکست تحت بار کششی قرار گرفتند. جهت بررسی تاثیر کار گرم ثانویه روی رفتار داکتیلیته گرم آلیاژ، نورد گرم در ناحیه آلفا–بتا انجام شد. نمونه‌هایی برای انجام آزمایش در دماهای ۸۰۰، ۸۵۰، ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد از تسمه نورد گرم ثانویه شده، تهیه و مورد ارزیابی قرار گرفتند. در هر دو حالت، نمونه‌ها بلافاصله پس از شکست برای بررسی‌های متالوگرافی در آب کوئنچ شدند. پس از شکست، یک قسمت از نمونه‌ها مورد بررسی شکست‌نگاری قرار گرفت و قسمت دیگر نمونه‌ها نیز جهت بررسی‌های ریزساختاری در راستای کشش از وسط بریده شدند. نمونه‌ها پس از پولیش در محلول $60\%H_2O_2$-$30\%H_2O$-$10\%HF$ حکاکی شیمیایی شده و تحت بررسی‌های ریزساختاری قرار گرفتند. جهت تعیین مکانیزم‌های ترمیم حاکم بر کار گرم، با استفاده از روش استاندارد E-562 به بررسی کسر حجمی فازهای آلفا و بتا پرداخته شد.



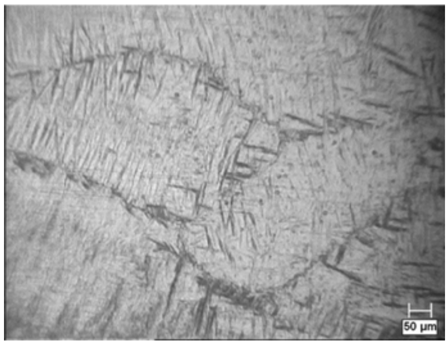
شکل ۱ نمودار فازی تیتانیوم– آلومینیوم به همراه تاثیر عناصر آلیاژی مختلف روی نمودار [۲۸]



شکل ۲ شکل شمایی و ابعاد استاندارد نمونه کشش (برحسب میلیمتر)

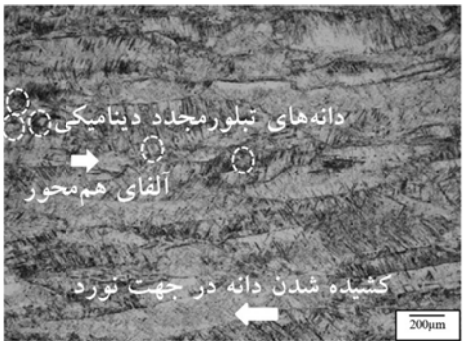
نتایج و بحث

شکل (۳) ریزساختار آلیاژ IMI834 پس از نورد گرم اولیه در ناحیه تک‌فاز بتا را نشان می‌دهد. همانطورکه مشاهده می‌شود ریزساختار بطور کامل بتای استحاله یافته به صورت ساختار ویدمن‌اشتاتن و لایه‌های پی در پی آلفا و بتا است. در این شرایط، به علت انجام نورد گرم در ناحیه تک‌فاز بتا، امکان تشکیل فاز آلفای هم‌محور وجود ندارد. میانگین اندازه دانه‌ها پس از نورد گرم اولیه ۳۵۰ میکرومتر محاسبه شد. البته همانطورکه در شکل (۳) قابل مشاهده است، دانه‌های تبلور مجدد یافته با اندازه دانه کوچکتر از ۱۰۰ میکرومتر نیز وجود دارند. بعضی از دانه‌ها در جهت نورد کشیده شده و طول آنها بزرگتر از ۸۰۰ میکرومتر هستند.

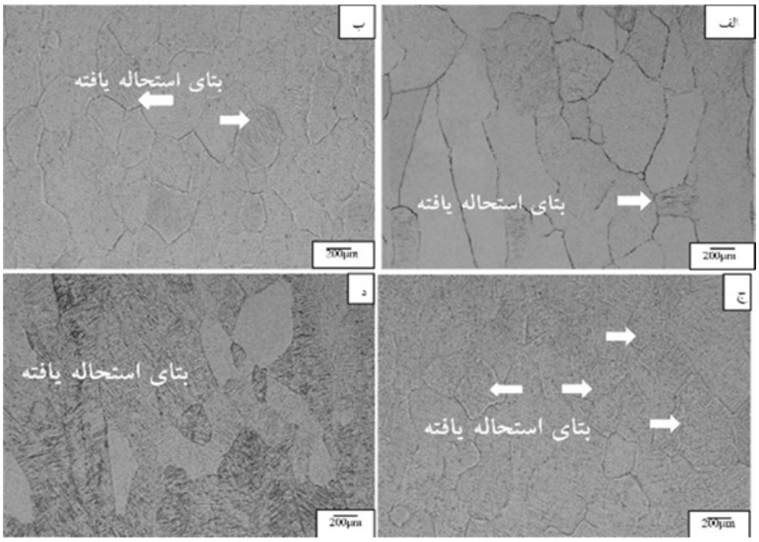


شکل ۳ ریزساختار حاصل از نورد گرم اولیه در ناحیه تک‌فاز بتا

شکل (٤) ریزساختار حاصل از نورد گرم ثانویه در ناحیه دوفازی آلفا-بتا و ٤۰ درجه سانتیگراد پایین‌تر از دمای استحاله بتا را نشان می‌دهد. از آنجایی‌که نورد گرم در پایین‌تر از دمای استحاله بتا انجام گرفته است، در این شرایط در مقایسه با نورد گرم اولیه شکل (۳)، علاوه بر بتای استحاله یافته در ریزساختار، آلفای هم-محور نیز قابل مشاهده است. فاز آلفای هم‌محور در اثر کار گرم در دماهای پایین‌تر از دمای استحاله بتا (ناحیه دو فازی) تشکیل می‌شود و معمولاً دارای اندازه دانه کوچکتر از دانه‌های بتای استحاله یافته است. وجود این فاز تشویق کننده تبلور مجدد دینامیکی است. در مطالعه رفتار فشار گرم آلیاژ IMI834 گزارش شده است که در دماهای نزدیک به دمای استحاله بتا (۱۰۰۰ و ۱۰۲۵ درجه سانتیگراد) به علت تشکیل فاز آلفای هم‌محور، امکان وقوع تبلور مجدد دینامیکی نسبت به ناحیه تک فاز بتا بیشتر است[7]. در این شرایط، تبلور مجدد دینامیکی منجر به ریز شدن اندازه دانه در قسمت عمده‌ای از ریزساختار شده است. میانگین اندازه دانه‌های تبلورمجدد یافته در این حالت ٤۷ میکرومتر و میانگین اندازه دانه کل ساختار ۱۹۷ میکرومتر است. البته تعدادی دانه کشیده شده در جهت نورد به بزرگی ۸۰۰ میکرومتر نیز هنوز قابل مشاهده است. به این ترتیب میانگین اندازه دانه از ۳۵۰ میکرومتر در حالت نورد گرم اولیه به ۱۹۷ میکرومتر پس از نورد گرم ثانویه کاهش یافت.



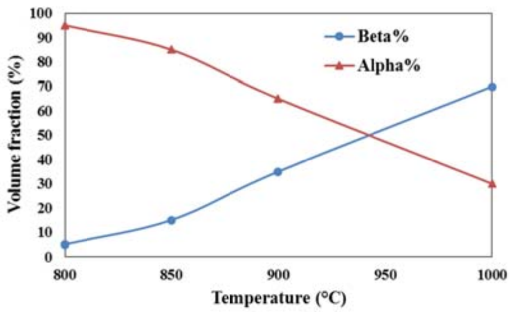
شکل ٤ ریزساختار حاصل از نورد گرم ثانویه در ناحیه دوفازی آلفا-بتا



شکل ۵ ریزساختار آلیاژ پس از نورد گرم اولیه پس از ۱۰ دقیقه نگهداری در دماهای: الف) ۸۰۰ درجه سانتیگراد؛ ب) ۸۵۰ درجه سانتیگراد؛ ج) ۹۰۰ درجه سانتیگراد و د) ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد و قبل از انجام آزمون کشش گرم

شکل (۵) ریزساختار پس از ۱۰ دقیقه نگهداری در دمای آزمون کشش گرم و قبل از اعمال کرنش را نشان می‌دهد. هماطورکه مشاهده می‌شود، با افزایش دما کسر حجمی فاز بتا افزایش می‌یابد. در دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد شکل (۵ الف) کسر حجمی فاز بتا بسیار اندک است. با افزایش دما به ۸۵۰ و ۹۰۰ درجه سانتیگراد شکل (۵ ب و ج) کسر حجمی فاز بتا افزایش می‌یابد، اما همچنان درصد اندکی از ریزساختار را تشکیل می‌دهد. با افزایش دما به ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد شکل (۵ د) فاز بتا کسر حجمی قابل توجهی از ریزساختار را به خود اختصاص داده است.

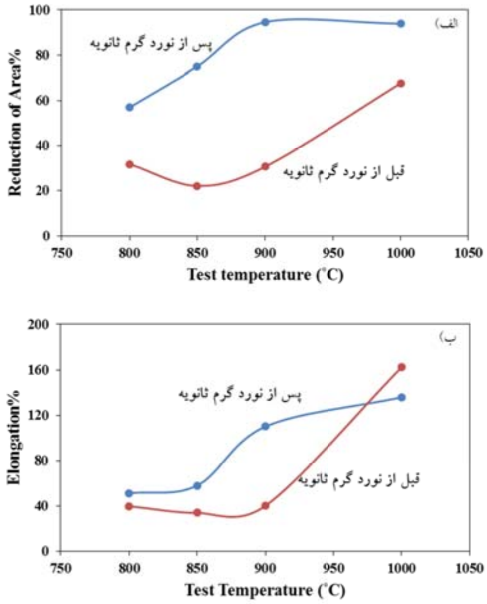
شکل (٦) نمودار کسر حجمی فازهای آلفا و بتا در شرایط مختلف پیش‌گرم را نشان می‌دهد. همانطورکه مشاهده می‌شود در دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد تنها ۵٪ فاز بتا در ریزساختار وجود دارد. با افزایش دما تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد، کسر حجمی فاز بتا افزایش می‌یابد، اما همچنان کسر اندکی از ریزساختار را به خود اختصاص داده است. با افزایش دما به ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، کسر حجمی فاز بتا به ۷۰٪ می‌رسد و قابلیت کار گرم آلیاژ در این حالت بهبود می‌یابد.



شکل ٦ نمودار کسرحجمی فاز بتا بر حسب دمای پیش‌گرم

در شکل (۷ الف و ب) به ترتیب مقایسه بین نمودارهای کاهش سطح مقطع و ازدیاد طول نسبی حاصل از کشش گرم در دماهای ۸۰۰، ۸۵۰، ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه را در شرایط قبل و پس از نورد گرم آورده شده است. مشاهده می‌شود که داکتیلیته گرم پس از نورد گرم ثانویه افزایش قابل توجهی داشته است. کاهش سطح مقطع در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد از ۳۱٪ قبل از نورد گرم ثانویه به ۹۵٪ پس از نورد گرم ثانویه افزایش قابل توجهی یافته است. افت داکتیلیته گرم در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد پس از نورد گرم ثانویه مشاهده

نمی‌شود.



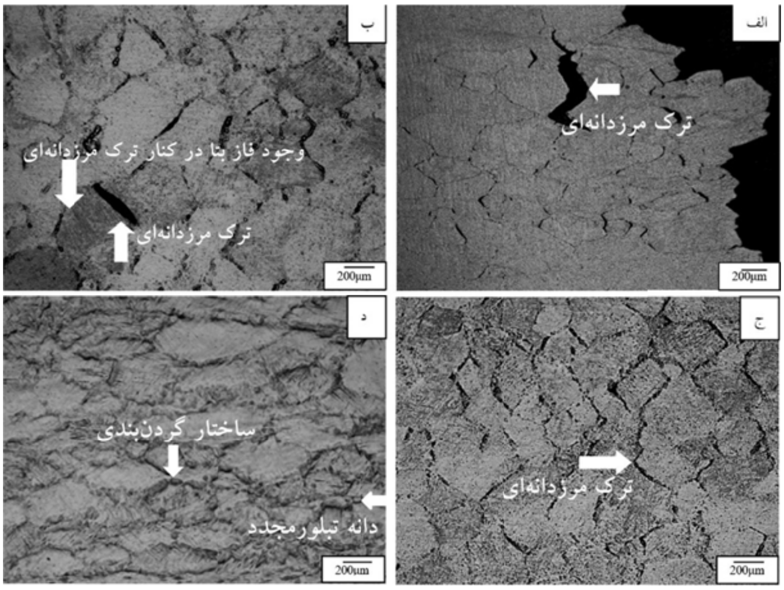
شکل ۷ مقایسه نمودارهای الف) کاهش سطح مقطع و ب) ازدیاد طول قبل و بعد از نورد گرم در دماهای مختلف

فوجی و همکارانش داکتیلیته گرم آلیاژ Ti64 را در سه حالت ریختگی (VAR)، آهنگری شده در ناحیه بتا و نورد شده در ناحیه آلفا- بتا مورد مقایسه قرار دادند [8]. مشاهدات آنها نشان داد که در نمونه نورد شده در ناحیه آلفا- بتا با ساختار هم‌محور ریزدانه، داکتیلیته افت نکرده است. اما در نمونه‌های ریختگی با دانه‌های درشت، افت داکتیلیته شدیدی در محدوده دمایی ۷۵۰-۹۳۰ درجه سانتیگراد مشاهده شده است. داکتیلیته نمونه آهنگری شده در ناحیه بتا، کمی بالاتر از نمونه ریختگی بوده است، که به اندازه دانه ریزتر نسبت داده شده است. آنها اعتقاد دارند که نواحی نزدیک به مرز در نمونه ریختگی نسبت به تنش‌های کششی حساس‌تر از نمونه آهنگری شده (با اندازه ریزتر) می‌باشد. طبق گزارش آنها، در حالت ریختگی یا کار گرم شده در ناحیه تک‌فاز بتا، استحاله ترجیحی آلفا به بتا در نزدیک آلفای مرزدانه‌ای رخ می‌دهد که علت آن تمرکز عناصر پایدارساز بتا نزدیک به آلفای مرزدانه‌ای می‌باشد. در نمونه نورد شده در ناحیه آلفا- بتا، این حساسیت وجود ندارد و افت داکتیلیته مشاهده نمی‌شود.

بهبود داکتیلیته گرم در اثر نورد گرم ثانویه در دماهای پایین‌تر و دماهای بالاتر در ناحیه دو فازی را از دو دیدگاه مختلف می‌توان تحلیل کرد:

در دماهای پایین‌تر ناحیه دوفازی (۸۰۰-۹۰۰ درجه سانتیگراد) بهبود داکتیلیته را می‌توان به ریزدانه شدن نسبت داد. دره داکتیلیته گرم مشاهده شده در نمونه‌های حاصل از نورد گرم اولیه می‌تواند به انقباض شبکه کریستالی در اثر ایجاد فاز بتا و موضعی شدن کرنش در فصل مشترک دو فاز آلفا و بتا نسبت داده - شود [۱۳]. در اثر فرآیند نورد گرم ثانویه و ریزدانه شدن فاز بتا و در نتیجه افزایش مساحت مرزدانه‌ها، مرزدانه‌های واقع شده در فصل مشترک فازهای آلفا و بتا نیز بسیار کاهش می‌یابد. در نتیجه کرنش موضعی در فصل مشترک فازهای آلفا و بتا که در شرایط نورد گرم اولیه منجر به افت داکتیلیته گرم در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد می‌شد در شرایط نورد گرم ثانویه وجود نداشته و لذا داکتیلیته به صورت پیوسته با افزایش دما افزایش می‌یابد. علاوه بر آن، در حالت نورد گرم ثانویه، سیلان لایه‌های آلفا با مکانیزم‌های خم شدن و کروی شدن دینامیک، ایجاد ترک‌های مرزدانه- ای را نسبت به حالت نورد گرم اولیه به تاخیر می- اندازد؛ و لذا نقش موثری بر بهبود داکتیلیته در حالت نورد گرم ثانویه دارد.

در دماهای بالاتر ناحیه دوفازی (۱۰۰۰ درجه سانتیگراد)، افزایش داکتیلیته را تنها می‌توان به ریزدانگی حاصل از نورد گرم ثانویه نسبت داد. این افزایش داکتیلیته تنها در نمودار کاهش سطح مقطع شکل (۷ الف) قابل مشاهده است. از آنجاییکه دمای تغییر شکل بالاست، کارپذیری آلیاژ در هر دو حالت نورد گرم مناسب است و لذا درصد ازدیاد طول بالایی در هر دو حالت مشاهده می‌شود.



شکل ۸ ریزساختار آلیاژ پس از نورد گرم اولیه پس از کشش گرم در دماهای: الف) ۸۰۰؛ ب) ۸۵۰؛ ج) ۹۰۰ و د) ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه

ریزساختار و سطح شکست نمونه‌های کشیده شده در دماهای مختلف می‌تواند به شناسایی رفتار داکتیلیته گرم و مکانیزم شکست کمک کند. شکل (۸) ریزساختار نواحی نزدیک به ناحیه شکست آلیاژ پس از نورد گرم اولیه در دماهای مختلف کشش گرم را نشان می‌دهد. با توجه به شکل (٦) در دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد، ریزساختار شامل کسر حجمی بالایی از فاز آلفا با استحکام بالا می‌باشد. پاسخ فاز آلفا به اعمال کرنش در این شرایط دمایی ایجاد ترک‌های مرزدانه‌ای است. در واقع آلیاژ در حالت پس از نورد گرم اولیه، در این شرایط دمایی، از کارپذیری مناسبی برخوردار نبوده و در برابر اعمال کرنش مقاومت نموده و منجر به ترک‌های مرزدانه‌ای می‌شود شکل (۸ الف). با افزایش دما به ۸۵۰ و ۹۰۰ درجه سانتیگراد، کسر حجمی فاز بتا افزایش می‌یابد. اما به علت اندازه نسبتاً بزرگ دانه‌ها در حالت پس از نورد گرم اولیه (۳۵۰ میکرومتر) در فصل مشترک فازهای آلفا و بتا کرنش موضعی ایجاد می‌شود. همچنین، عدم تطابق شبکه کریستالی منجر به افزایش کرنش موضعی می‌گردد. از آنجایی که فاز بتا (با شبکه کریستالی BCC) کسر حجمی بالایی از ساختار را به خود اختصاص می‌دهد و به علت انرژی نقص چیدن بالای این فاز [15]، بازیابی دینامیکی در این شرایط تغییرشکل یکی از مکانیزم‌های ترمیم است و بنابراین در این شرایط تبلورمجدد دینامیکی به صورت کامل رخ نخواهد داد. همانطور که در شکل (۸ - د) مشاهده می‌شود، ساختارهای گردن‌بندی شکل در اثر کشش گرم در این شرایط مشاهده می‌شود که در اثر مضرس شدن و تورم مرزدانه‌ها در این ساختار، امکان ایجاد دانه‌های تبلورمجدد فراهم می‌شود. ساختار گردن‌بندی در اثر فشار گرم آلیاژ IMI834 در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد، نرخ کرنش ۱ بر ثانیه و کرنش حقیقی ۰/۸ نیز گزارش شده است [7]. دانه‌ها در کرنش‌های کم، شکل اولیه خود را حفظ می‌کنند. با ادامه تغییرشکل، دانه‌ها کشیده شده و مرزهای مضرس ایجاد می‌شوند؛ با افزایش بیشتر تغییرشکل، دانه‌های تبلورمجدد در مرزدانه‌های قبلی جوانه‌زنی می‌کنند. به عبارت دیگر تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته رخ می‌دهد.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی حاصل از شکست‌نگاری نمونه‌های کشش در دماهای ۸۰۰–

۱۰۰۰ درجه سانتیگراد آلیاژ پس از نورد گـرم اولیـه در شکل (۹) ارائه شده است. همانطورکه مشاهده می‌شود، در دماهـای ۸۰۰-۹۰۰ درجـه سـانتیگراد، تـرک‌هـای مرزدانه‌ای شدیدی مشاهده می‌شـوند کـه نشـان‌دهنـده شکست ترد در این شرایط است. سـطوح شکسـت در این شرایط به صورت کاملاً مسطح بوده و ریزحفـرات ناشی از شکست نرم در این شرایط مشاهده نمی‌شوند. در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد شکل (۹ د)، شکسـت کاملاً نرم است و هیچگونـه سـطوح مسـطح شکسـت مشاهده نمی‌شود که در تطابق با داکتیلیته‌ی بسـیار بـالا در این شرایط است.

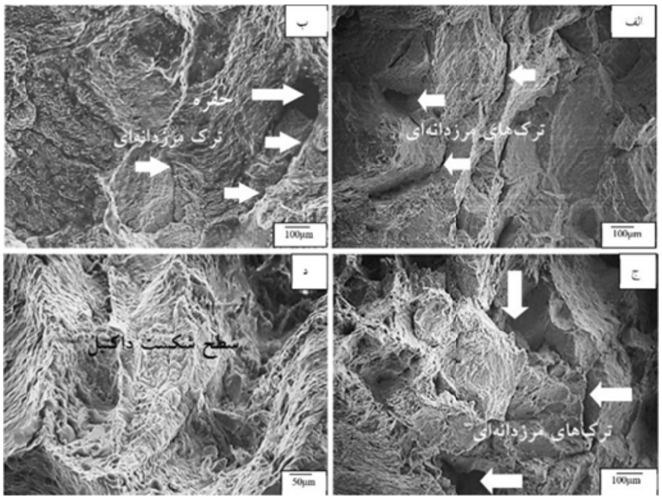
شکل (۱۰) ریزسـاختار حاصـل از کشـش گـرم نمونه‌های نورد گـرم ثانویـه شـده در دماهـای ۸۰۰ تـا ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد در کرنش حقیقـی ۰/۲ را نشـان می‌دهد. همانطورکه مشاهده می‌شود، در دماهـای ۸۰۰ تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد شکل (۱۰ الف تا ج)، لایه‌های بتا در اثر تغییر شکل دچـار خمیـدگی، اعوجـاج و یـا شکست می‌گردند. خمیـدگی لایـه‌هـا بـا افـزایش دمـا شدیدتر شده و در دمای ۹۰۰ درجـه سـانتیگراد شـکل (۱۰ ج) دانه‌های کروی جدیدی شکل می‌گیرند که بـه وقوع فرآیند کروی شدن دینامیک نسبت داده می‌شـود. گزارش شده است که شکسته شدن لایه‌ها در اثر تغییـر زاویه مرزهای فصل مشترک آلفا/ آلفا یـا آلفـا/ بتـا رخ می‌دهد[21]. همچنین گزارش شده است کـه خمـش و یا چرخش لایه‌ها منجر به افزایش فعالیت سیسـتم‌هـای لغزش شده و در نتیجه در منحنی‌های سیلان منجـر بـه نرم شدن می‌گردد[22].

نمودار تغییرات استحکام حداکثر با افـزایش دمـا برای نمونه‌های کشش گرم قبـل و پـس از نـورد گـرم ثانویـه در شـکل (۱۱) بـا یکـدیگر مقایسـه شـده‌انـد. همانطورکه مشاهده می‌شود، اسـتحکام حـداکثر در اثـر نورد گرم ثانویه کاهش می‌یابد که متعاقب آن، داکتیلیته گرم افزایش می‌یابد و رفتار ترد و نیمـه تـرد آلیـاژ بـه رفتار نرم تغییـر مـی‌یابـد. بنـابراین، کـاهش اسـتحکام حداکثر را می‌توان بـه خـم شـدن لایـه‌هـا نسـبت داد. خمیده شدن و شکسته شدن لایه‌ها در برخی موارد بـه تشکیل باندهای برشی [16] و در برخی موارد به تبلور مجدد دینامیکی ناشـی از کـروی شـدن دینامیـک [23] نسبت داده می‌شوند.

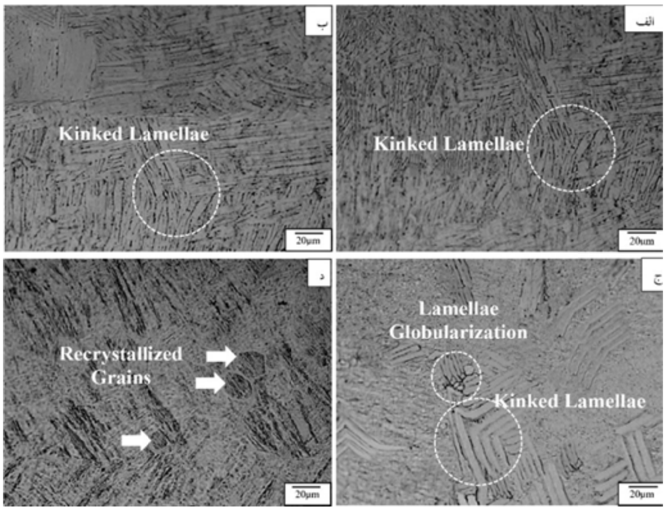
فرآیند کروی شدن دینامیـک بـه طـور کلـی طـی سـه مرحله زیر انجام می‌شود[24]. تشکیل عیوب پر انـرژی در بین لایه‌های آلفا، جدا شدن لایه‌های آلفا از یکدیگر و تبدیل به دانه‌های ایزوله آلفا و در نهایت کروی شدن دانه‌های آلفا. نیروی محرکه کروی شدن توسط تشکیل عیوب پر انرژی تامین می‌شود. این عیـوب پـر انـرژی ممکن است مرزهای با زاویه کم، مرزهای با زاویه بـالا و یا باندهای برشی باشند [25,26]. بـه نظـر مـی‌رسـد باندهای برشی، نیروی محرکه لازم برای کـروی شـدن دینامیک در پژوهش حاضر را تامین می‌کنند.

با افزایش دما به ۱۰۰۰ درجـه سـانتیگراد شـکل (۱۰ د)، دانه‌های تبلور مجدد دینـامیکی مشـاهده مـی-شوند. در واقع مکانیزم حاکم بر فرآیند تغییر شـکل بـا افزایش دما از دماهای پایین‌تر در ناحیه دوفازی (۸۰۰-۹۰۰ درجـه سـانتیگراد) بـه دماهـای بـالاتر در ناحیـه دوفازی (۱۰۰۰ درجه سانتیگراد) از خمش لایـه‌هـا بـه تبلور مجدد دینامیکی تغییر می‌کند. این مکانیزم‌ها اخیراً در پژوهشی که روی فشار گـرم آلیـاژ IMI834 منتشـر شده است نیز گزارش شده است [۲۷]. کـروی شـدن دینامیـک در دماهـای ۹۲۵ تـا ۹۷۵ درجـه سـانتیگراد مشاهده شده کـه آن را نـوعی تبلـور مجـدد دینـامیکی پیوسـته گـزارش کـرده‌انـد. همچنـین، تبلورمجـدد دینـامیکی ناپیوسـته در دماهـای ۹۸۰ تـا ۱۰۲۰ درجـه سانتیگراد در این پژوهش گزارش شده است.

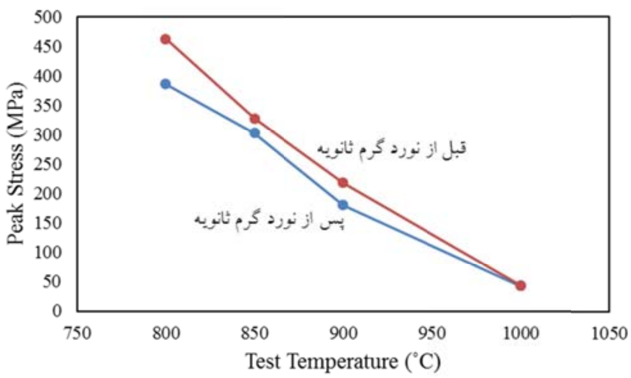
بنابراین، باید به این نکته توجـه کـرد کـه تبلـور مجدد دینامیکی مشـاهده شـده در دمـای ۱۰۰۰ درجـه سانتیگراد با کروی شدن دینامیکی در دماهای پـایین‌تـر (که در برخی موارد به تبلـور مجـدد دینـامیکی نسـبت داده می‌شود[23]) متفاوت است. در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد تبلور مجدد دینامیکی به معنای ریز شدن دانه بتای استحاله یافته که مجموعه‌ای از لایه‌های آلفا و بتـا است، می‌باشد. اما کروی شـدن دینـامیکی در دماهـای ۸۰۰ تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد به منزله‌ی تبدیل لایه آلفـا به دانه کروی آلفا می‌باشد.



شکل ۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح شکست آلیاژ پس از نورد گرم اولیه پس از کشش گرم در دماهای: الف) ۸۰۰؛ ب) ۸۵۰؛ ج) ۹۰۰ و د) ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه



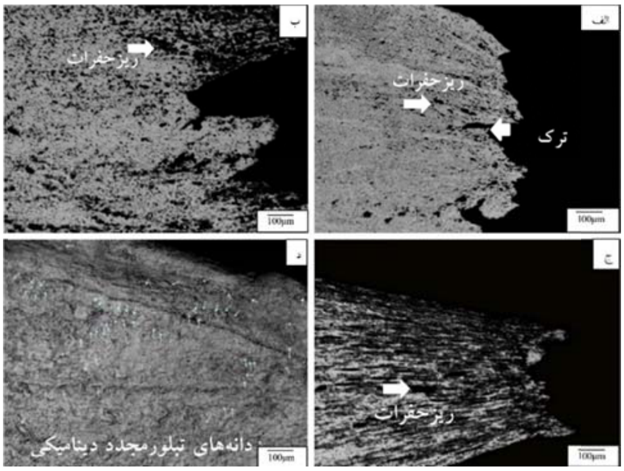
شکل ۱۰ ریزساختار آلیاژ پس از نورد گرم ثانویه پس از کشش گرم با نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه در کرنش حقیقی ۰/۲ در دماهای: الف) ۸۰۰؛ ب) ۸۵۰؛ ج) ۹۰۰ و د) ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد



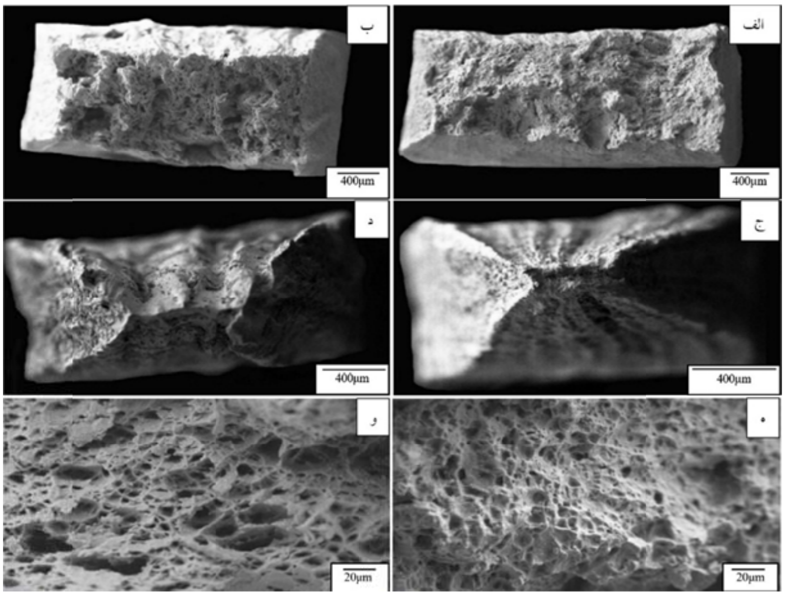
شکل ۱۱ تغییرات استحکام حداکثر با دمای تغییرشکل قبل و پس از نورد گرم ثانویه

شکل (۱۲) ریزساختار ناحیه شکست نمونه‌ها پس از نورد گرم ثانویه پس از آزمون کشش گرم در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل (۱۲ الف) مشاهده می‌شود، در اثر کشش گرم در دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد، ریزحفراتی در ریزساختار ایجاد شده‌اند. ترک مرزدانه‌ای در این حالت نسبت به نورد گرم اولیه بسیار کاهش یافته است و تنها در مقطع شکست مشاهده می‌شود. با توجه به شکل (۵)، کاهش سطح مقطع در این شرایط ۵۷٪ است. این نشان دهنده شکست تقریباً نرم می‌باشد و مطابق با مشاهدات ریزساختاری در این شرایط می‌باشد. در اثر کشش گرم در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد شکل (۱۲ - ب)، ریزحفرات افزایش یافته و اثری از وجود ترک‌های مرزدانه‌ای نیست. با توجه به شکل (۵)، کاهش سطح مقطع در این حالت به ۷۵٪ رسیده و شکست نرم از طریق ایجاد ریزحفرات رخ داده است. با افزایش دما به ۹۰۰ درجه سانتیگراد شکل (۱۲ - ج)، شکست کاملاً نرم بوده و کاهش سطح مقطع به ۹۵٪ می‌رسد. در این شرایط مشاهده می‌شود که ریزحفرات در مقطع شکست (که سطح مقطع آن بسیار کاهش یافته است) کاملاً به یکدیگر متصل شده‌اند و به هم پیوستن آنها سبب شکست گردیده است. در اثر کشش گرم در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد شکل (۱۲– د)، مکانیزم شکست کاملاً متفاوت از حالت‌های قبلی است. در این حالت اثری از ریزحفرات در ریزساختار مشاهده نمی‌شود، بلکه فرآیندهای ترمیم دینامیکی موجب شکست نرم شده است. در این شکل تعداد زیادی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی با اندازه دانه‌های کوچکتر از ۲۰ میکرومتر مشاهده می‌شود.

شکل (۱۳) تصاویر حاصل از شکست‌نگاری نمونه‌ها پس از نورد گرم ثانویه پس از کشش گرم در دماهای مختلف و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه را نشان می‌دهد. گلوئی شدن در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد با مقایسه نمای کلی سطوح شکست در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد نیز قابل تشخیص است. نمای کلی سطوح شکست در دماهای ۸۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد شکل‌های (۱۳ الف و ب) در مقایسه با دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد شکل‌های (۱۳ ج و د) به علت کاهش سطح مقطع کمتر، تقریباً ترد به نظر می‌رسد. اما در تصویر با بزرگنمایی بالاتر از سطح شکست نمونه‌های ۸۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد شکل‌های (۱۳ ه و و)، اثری از مشخصه‌های شکست ترد مانند ترک‌های مرزدانه‌ای و سطوح کاملاً مسطح مشاهده نمی‌شود. در این حالت ریزحفرات که از جمله مشخصه‌های شکست نرم می‌باشند، مشاهده می‌شود.



شکل ۱۲ ریزساختار آلیاژ پس از نورد گرم ثانویه پس از کشش گرم با نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه در ناحیه شکست در دماهای: الف) ۸۰۰؛ ب) ۸۵۰؛ ج) ۹۰۰ و د) ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد



شکل ۱۳ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی حاصل از شکست نگاری آلیاژ پس از نورد گرم ثانویه پس از کشش گرم با نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه در دماهای: الف) ۸۰۰؛ ب) ۸۵۰؛ ج) ۹۰۰؛ د) ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد؛ ه) ۸۰۰ درجه سانتیگراد بزرگنمایی بالاتر و و) ۸۵۰ درجه سانتیگراد بزرگنمایی بالاتر

نتیجه‌گیری

۱) پس از نورد گرم اولیه آلیاژ، داکتیلیته گرم آن در دماهای ۸۰۰ تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد نسبتاً اندک بود. در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد کمترین میزان داکتیلیته گرم مشاهده شد. در حالی که با انجام نورد گرم ثانویه در کلیه شرایط، داکتیلیته گرم افزایش یافته و اثری از افت داکتیلیته مشاهده نشده است.

۲) بهبود داکتیلیته گرم در اثر نورد گرم ثانویه به ریزدانه شدن ساختار و کاهش حساسیت مرزدانه‌ها به کرنش‌های اعمالی و نیز عدم موضعی شدن کرنش در اثر وقوع استحاله فازی نسبت داده می‌شود.

۳) کارپذیری در اثر نورد گرم ثانویه افزایش یافته و کشش گرم در دماهای ۸۰۰ تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد منجر به خمیده شدن و کروی شدن دینامیک لایه‌های آلفا می‌شود. این پدیده‌ها منجر به کاهش استحکام حداکثر و بهبود داکتیلیته گرم می‌شوند.

٤) داکتیلیته در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد در هر دو شرایط نورد گرم اولیه و ثانویه بالاست.

مراجع

1. Boyer R., Welsch G., Collings E.W., "Materials properties handbook: Titanium alloys", *ASM International*, USA, pp. 439-444, (1994).

2. Singh N., Prasad N., Singh V., "On the occurrence of dynamic strain aging in near-alpha alloy Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30, pp. 2547-2549, (1999).

3. Omprakash C.M., Satyanarayana D.V.V., Kumar V., "Effect of primary α content on creep and creep crack growth behaviour of near α-Ti alloy", *Materials Science and Technology*, Vol. 27, pp. 1427–1435, (2011).

4. Lia L.X., Raoa K.P., Louc Y., Peng, D.S., "A study on hot extrusion of Ti–6Al–4V using simulations and experiments", *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 44, pp. 2415–2425, (2002).

5. Polmear J., "Light alloys from traditional alloys to nanocrystals", *Fourth edition, Elsevier*, Melbourne, pp. 299-366, (2006).

6. Weiss I., Semiatin S.L., "Thermomechanical processing of alpha titanium alloys- an overview", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 263, pp. 243-256, (1999).

7. Wanjara P., Jahazi M., Monajati H., Yue, S., "Influence of thermomechanical processing on microstructural evolution in near-α alloy IMI834", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 416, pp. 300-311, (2006).

8. Fujii H., Suzuki H.G., "A model for ductility loss at intermediate temperature in an alpha+ beta titanium alloy", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 24, pp. 1843-1846, (1990).

9. Rath B.B., Damkroger B.K., Imam M.A., Edwards G.R., "Report of Agency of the United States Government", pp. 1-18, (1994).

10. Suzuki H.G., Eylon D., "Hot ductility of titanium alloy: a challenge for continuous casting process", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 243, pp. 126–133, (1998).

11. Suzuki H.G., Eylon D., "Hot ductility of titanium alloys- a comparison with carbon steels", *ISIJ International*, Vol. 33, pp. 1270-1274, (1993).

12. Damkroger B.K., "Investigation of high temperature ductility losses in alpha-beta titanium alloys", Ph.D. Thesis, Colorado School of Mines, Washington, pp. 1-417, (1988).

13. Damkroger B.K., Edwards G.R., Rath B.B., "A model for high temperature ductility losses in α-β titanium alloys", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 18, pp. 483-485, (1987).

14. Wanjara P., Jahazi M., Monajati H., Yue S., Immarigeon J.-P., "Hot working behaviour of near-α alloy IMI834", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 396, pp. 50-60, (2005).

15. Vo P., Jahazi M., Yue S., "Recrystallization during thermomechanical processing of IMI834", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, pp. 2965-2980, (2008).

16. Vo P., Jahazi M., Yue S., Bocher P., "Flow stress prediction during hot working of near-α titanium alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 447, pp. 99-110, (2007).

17. Vo P., Jahazi M., Yue S., "Recrystallization during beta working of IMI834", *Advanced Materials Research*, Vol. 15-17, pp. 965-969, (2007).

18. Vo P., "Flow and microstructure development of a near-alpha titanium alloy during thermomechanical processing", Ph.D. Thesis, Department of Mining and Materials Engineering, McGill University, Montreal, Canada, pp. 1-181, (2009).

19. Wang X., Jahazi M., Yue S., “Substructure of high temperature compressed titanium alloy IMI 834”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 434, pp. 188-193, (2006).

20. Balasundar I., Raghu T., Kashyap B.P., “Modeling the high temperature deformation behaviour of a near alpha titanium alloy with bi-modal microstructure”, *Materials Science Forum*, Vol. 710, pp. 533-538, (2012).

21. Weiss I., Froes F., Eylon D., Welsch G., “Modification of alpha morphology in Ti-6Al-4V by thermomechanical processing”, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 17, pp. 1935-1947, (1986).

22. Roy S., Suwas S., “The influence of temperature and strain rate on deformation response and microstructural evolution during hot compression of a titanium alloy Ti-6Al-4V-0.1B”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 548, pp. 110-125, (2012).

23. Pilehva F., Zarei-Hanzaki A., Ghambari M., Abedi H., “Flow behavior modeling of a Ti-6Al-7Nb biomedical alloy during manufacturing at elevated temperatures”, *Materials and Design*, Vol. 51, pp. 457-465, (2013).

24. Salishchev G.A., Zerebtsov S., Mironov S.Y., Semiatin S.L., “Formation of grain boundary misorientation spectrum in alpha-beta titanium alloys with lamellar structure under warm and hot working”, *Materials Science Forum*, Vol. 467-470, pp. 501-506, (2004).

25. Furuhara T., Poorganji B., Abe H., Maki T., “Dynamic recovery and recrystallization in titanium alloys by hot deformation”, *JOM*, Vol. 59, pp. 64-67, (2007).

26. Poorganji B., Yamaguchi M., Itsumi Y., Matsumoto K., Tanaka T., Asa Y., et al., “Microstructure evolution during deformation of a near-α titanium alloy with different initial structures in the two-phase region”, *Scripta Materialia*, Vol. 61, pp. 419-422, (2009).

27. Balasundar I., Raghu T., Kashyap B., “Modeling the hot working behavior of near-α titanium alloy IMI 834”, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 23, pp. 598-607, (2013).

28. Flower H.M., “Microstructural development in relation to hot working of titanium alloys”, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 6, pp. 1082-1092, (1990)